

## 明細書

### 高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体およびその製造方法

#### 技術分野

[0001] 本発明は、高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体およびその製造方法に関し、より特定的には耐摩耗性、耐欠損性、耐衝撃性および熱伝導性に優れ、旋削工具、フライス工具およびエンドミルなどに代表される切削工具、線引きダイスや工作機械の摺動部やクランプ部の補強用途に代表される耐摩耗工具、さらには電極部品などの電子材料用途に関する。

#### 背景技術

[0002] ダイヤモンドは地上に存在する物質の中で最も高硬度な物質であるので、ダイヤモンド焼結体は切削工具や耐摩工具に使用されている。たとえば、特公昭39-020483号公報(特許文献1)や特公昭52-012126号公報(特許文献2)には、ダイヤモンド粒子をCo(コバルト)などの鉄族金属の結合材で焼結したダイヤモンド焼結体が開示されている。このダイヤモンド焼結体は、単結晶ダイヤモンドの欠点であるへき開性による欠損が生じ難いため、Al(アルミニウム)-Si(シリコン)合金などの非鉄金属材料の切削加工するための切削用工具等の素材として広く用いられている。

[0003] このようなダイヤモンド焼結体において、ダイヤモンド粒子の平均粒径が $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下のものは、耐摩耗性に優れている。また、ダイヤモンド粒子の平均粒子径が $5\text{ }\mu\text{m}$ 未満の微粒のものは、耐欠損性に優れている。一般のセラミクス焼結体と同様に、ダイヤモンド焼結体を構成している硬質粒子であるダイヤモンド粒子が、より細かく、均質な粒子径からなり、高含有率(高密度)で、強固に結合された焼結体ほど、ダイヤモンド焼結体は耐欠損性に優れる傾向にある。

[0004] ダイヤモンド粒子同士を強固に結合させる方法として、前述の特許文献1には、ダイヤモンド粉末を溶解再析出させ、ダイヤモンド粉末同士にネックグロースと呼ばれる直接結合を形成させるCo, Fe(鉄)、またはNi(ニッケル)などの鉄族金属に代表される触媒能を有する溶媒金属からなる結合材を用いる方法が開示されている。また、特公昭58-032224号公報(特開昭55-047363号公報)(特許文献3)には、周

規律表4a、5aまたは6a族金属の炭化物などからなる結合材を介して、ダイヤモンド粒子同士を結合させる方法が開示されている。

- [0005] 前者のCoあるいはWC(タングステンカーバイト)－Co合金を結合材としてダイヤモンド粒子間にネックグロースを生成させる方法により製造されたダイヤモンド焼結体は、後者的方法により製造されたダイヤモンド焼結体とは異なり、ダイヤモンド粒子よりも硬度や耐食性に劣る結合材が、擦り摩耗などの機械的な摩耗や腐食などの化学的な摩耗により選択的に摩耗した後も、ダイヤモンド粒子同士が強固な骨格構造を維持することができる。このため、後者的方法により製造されたダイヤモンド焼結体は耐欠損性および耐磨耗性に優れている。
- [0006] しかしながら、前者のCoあるいはWC－Co合金からなる結合材自体は、ダイヤモンド粒子と比較した場合にはもちろんのこと、後者的方法に使用されているセラミクス系結合材と比較しても硬度が劣るため、機械的こすり摩耗に劣るという弱点を持ち合わせている。
- [0007] そこで、Co合金を結合材として平均粒径が $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下の超微粒子ダイヤモンド粒子同士を均質な組織を維持したまま強固に焼き固めたダイヤモンド焼結体であって、かつCoあるいはWC－Co合金からなる結合材の含有量を極力低減できるようダイヤモンド粒子の含有率を高めることができれば、極めて耐欠損性に優れ、耐磨耗性についても優れた理想のダイヤモンド焼結体を得ることができる。
- [0008] ところが、 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下の超微粒ダイヤモンド粒子とCoあるいはWC(タングステンカーバイト)－Coなどの鉄族金属を出発原料として焼結を行なうと、超微粒ダイヤモンド粒子が非常に活性に富んでいるため、焼結時の温度および圧力条件を厳密に制御しなければダイヤモンド粒子の異常な粒成長が頻繁に起こりやすくなる。また、ネックグロースの促進に重要な高温条件にすると、 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以下のダイヤモンド粒子を出発原料として用いた場合には、異常粒成長は不可避であり、異常粒成長部を有する焼結体はEDM(Electrical Discharge Machining)による切断が不可能になる。また、欠陥の生成によりダイヤモンドの機械的強度も低下する。そのため、粒径が $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下でかつ均質な組織を有するダイヤモンド焼結体を歩留まりよく得るのは困難である。

[0009] そこで、ダイヤモンド粒子の異常な粒成長を抑制する手法として、ダイヤモンドに近い硬度を有するWC、cBN(立方晶窒化ホウ素)、SiC(炭化ケイ素)などの硬質粒子をダイヤモンド粒子の粒界に配置することによって異常粒成長を制御する手法が知られている。このような手法は、たとえば特公昭61-058432号公報(特許文献4)、特公平06-006769号公報(特開昭64-017836号公報)(特許文献5)、および特開2003-095743号公報(特許文献6)などに開示されている。

特許文献1:特公昭39-020483号公報

特許文献2:特公昭52-012126号公報

特許文献3:特公昭58-032224号公報(特開昭55-047363号公報)

特許文献4:特公昭61-058432号公報

特許文献5:特公平06-006769号公報(特開昭64-017836号公報)

特許文献6:特開2003-095743号公報

## 発明の開示

### 発明が解決しようとする課題

[0010] しかしながら、上記手法は、ダイヤモンド粒子の間にダイヤモンド粒子と親和性の低い硬質粒子を配置したり、ダイヤモンド粒子に対する触媒(溶解再析出)能を有しない結合材でダイヤモンド粒子の表面全体を被覆したりすることにより、ダイヤモンド粒子間の直接結合を物理的かつ化学的に妨げ、ダイヤモンド粒子の異常粒成長を抑制している。このため、ダイヤモンド粒子同士のネックグロースによる骨格形成が不十分となる。その結果、ダイヤモンド本来の機械的特性及び熱的特性が劣化し、ダイヤモンド焼結体の耐欠損性、耐衝撃性、耐摩耗性および熱伝導性が低下するという問題があつた。

[0011] したがって、本発明の目的は、耐欠損性、耐衝撃性、耐摩耗性および熱伝導性に優れたダイヤモンド焼結体およびその製造方法を提供することを目的とする。

### 課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、ダイヤモンド焼結体の耐欠損性や耐摩耗性等を向上させるために鋭意検討した結果、ダイヤモンド粒子同士の直接接合をより強固なものとすることにより、ダイヤモンド焼結体の耐欠損性や耐衝撃性などの強度、耐摩耗性および熱伝

導性を向上させることができることを見出した。そこで、従来用いられていた硬質粒子ではなく、CoあるいはWC-Co合金からなる結合材と同様にダイヤモンド粒子に対する触媒(溶解再析出)作用を有しつつも、結合材中へのダイヤモンド粒子の過度の溶解を抑制する新しい結合材を用いることにより、異常粒成長を抑制する方法について検討した。

- [0013] その結果、表面積の極めて大きくなる微粒ダイヤモンド粒子を出発原料に用いると、焼結時には、結合材としてのCoにダイヤモンドが急激かつ大量に溶解し、瞬時に過飽和に達した結合材中の炭素が、熱力学的に安定なダイヤモンドとして析出し、ダイヤモンド粒子の異常粒成長が起こることが分かった。このような異常粒成長を防ぐために、結合材としてのCoに、含有率が0.5質量%以上50質量%未満であるTi(チタン), Zr(ジルコニア), Hf(ハフニウム), V(バナジウム), Nb(ニオブ), Ta(タンタル), Cr(クロム), Mo(モリブデン)からなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素の一部又は全部が平均粒径0.8μm以下の炭化物として存在し、かつ炭化物粒子の組織が不連続となるように添加される。これにより、微粒炭化物がゲッターとなり、さらにCo中にある程度炭化物としても固溶するため、Co中への炭素単体の溶解、析出を緩やかにことができる。また、上記元素が連続しないように制御することにより、ダイヤモンド粒子同士がネックグロースしやすくなり、強固な骨格が形成される。また、結合材の添加量が少なく、硬質粒子を添加する必要がないため、ダイヤモンド焼結体中のダイヤモンドの含有率が増大する。
- [0014] また、粗粒のダイヤモンド粉末を使用した焼結体では、結合材中に添加した上記元素により、ダイヤモンド粒子が焼結しやすくなる。したがって、従来のようなタングステンカーバイトの添加が不要となり、ダイヤモンド焼結体の耐摩耗性を向上させることができる。
- [0015] なお、本発明のダイヤモンド焼結体では、炭化物の粒子同士が不連続に存在している。すなわち、炭化物の各々が互いに直接接合して骨格構造を有してはいない。これにより、炭化物の存在がダイヤモンド粒子同士の結合の障害になりにくくなるので、ダイヤモンド粒子同士の結合を強めることができる。
- [0016] また、従来の手法では異常粒成長なしに得ることのできなかった平均粒径2μm以

下で90体積%以上のダイヤモンドを含有する微粒ダイヤモンド焼結体においても、ダイヤモンド焼結体中のダイヤモンド粒子の含有量が大きいほど焼結体の耐摩耗性および耐欠損性が向上することを確認した。

- [0017] また、焼結体中の欠陥の大きさと焼結体の耐欠損性、耐衝撃性などの強度が密接な関係を有することを見出した。ここでいう欠陥とは、ダイヤモンド焼結体中の径が著しく大きいダイヤモンド粒子、溶媒金属などの結合材のプール、空隙、またはダイヤモンド粒子同士の結合(ネックグロース)が十分でない(結合していないまたは結合が不完全である)領域などをいう。ダイヤモンド焼結体中の欠陥が小さいほど焼結体の強度は上昇する。
- [0018] これらの知見によりなされた本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体は、平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の焼結ダイヤモンド粒子と、残部の結合相とを備えた高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体である。ダイヤモンド焼結体中の焼結ダイヤモンド粒子の含有率は80体積%以上98体積%以下である。結合相中の含有率が0.5質量%以上50質量%未満であるチタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブ、タンタル、クロム、およびモリブデンからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素と、結合相中の含有率が50質量%以上99.5質量%未満であるコバルトとを結合相は含んでいる。チタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブ、タンタル、クロム、およびモリブデンからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素の一部または全部が平均粒径 $0.8\mu\text{m}$ 以下の炭化物粒子として存在している。炭化物粒子の組織は不連続であり、隣り合うダイヤモンド粒子同士は互いに結合している。
- [0019] このようなダイヤモンド焼結体においては、結合材中に、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素が添加されている。そのため、原料として用いるダイヤモンド粒子の径が小さい場合にも、硬質粒子を添加しなくても粒子の異常成長を抑制できる。また、原料として用いるダイヤモンド粒子の径が大きくなった場合でも、結合材に上記元素を添加することにより、耐欠損性、耐摩耗性、耐衝撃性および熱伝導性に優れた高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体を得ることができる。また、結合材の添加量は従来より多くなく、ダイヤモンドの含有量も従来より小さくないため、これにより耐摩耗性等が低下することがない。

- [0020] 焼結ダイヤモンド粒子の平均粒径を2 $\mu$ m以下、好ましくは0.8 $\mu$ m以下としたのは、ダイヤモンド粒子のへき開などにより、ダイヤモンド焼結体の強度が低下することを抑止するためである。
- [0021] 焼結ダイヤモンド粒子の含有率を80体積%以上98体積%未満としたのは、以下の理由による。焼結ダイヤモンド粒子の含有率が80体積%未満では、耐欠損性および耐衝撃性などの強度と、耐摩耗性が低下するためであり、また、ダイヤモンド粒子の含有率を98体積%以上とすると、結合材の効果が十分に得られず、ネックグロースが進展しないためである。
- [0022] Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素の含有量を0.5質量%以上50質量%未満としたのは、以下の理由による。上記元素の含有量が0.5重量%未満では、ダイヤモンド粒子の異常な粒成長を抑止するという上記元素を添加する効果が小さくなるからである。また、上記元素の含有量が50重量%を超えるとダイヤモンド粒子のネックグロースを促進するという触媒能を有する結合材の効果が十分得られないからである。
- [0023] 本発明では、Ti金属を出発材料として用いるのが、ダイヤモンド粒子同士の結合力向上と、異常粒成長の抑制との両立に最も効果的である。
- [0024] 本来Tiは、ダイヤモンド粒子同士のネックグロースを促進する触媒作用を有すると言われていない。しかし、本発明では、ネックグロースの触媒能を有するCo結合材中にTiを適量添加することにより、TiがCoの触媒作用を阻害せずに、炭素が結合材中に溶解する際にTiが過剰な炭素のゲッターとなると推定している。また、Tiがダイヤモンド粒子と反応して炭化物となることにより、上記のダイヤモンド粒子同士の結合力向上と、異常粒成長の抑制を達成できるものと推定している。
- [0025] ここで、W(タンゲステン)についても、Tiと同様に若干の異常粒成長を抑制する効果が見られたが、ダイヤモンド粒子径が1 $\mu$ m以下になると、異常粒成長の効果がほとんど見られなくなった。また、WをTiの替わりに添加すると、ダイヤモンド焼結体中でWはWCとして存在するので、Al(アルミニウム)金属の切削をした場合には、ダイヤモンド焼結体のWCにAlが選択的に溶着しやすくなるという欠点も見つかった。
- [0026] 本発明のダイヤモンド焼結体の具体的な製造方法としては、超微粒のTi, Zr, Hf,

V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素、もしくは上記元素の炭化物からなるセラミクス粉末を、ボールミルなどを用いて粉碎し、微粒ダイヤモンド粉末と混合する方法がある。その際、金属粉末を使用して焼結体中の炭化物を微粒かつ不連続な存在形態である組織とするためには、超微粒子を出発原料とする必要がある。通常の金属材料は延性があるために、微粒のものでも数 $10\text{ }\mu\text{m}$ の粒径のものしか得ることができない。このため、焼結後に結合材のプールが形成されやすく、この部分が欠陥となる。そこで、本発明の焼結体を得るためには、粒子径が數 $\mu\text{m}$ 以下の超微粒金属粒子を得られるアトマイズ法を用いて得られたTiなどよりなる金属粒子を使用することが好ましい。Co合金などについても、同様に微粒であることが好ましく、チタンイオンの還元および酸化反応を組み合わせたチタンレドックス法を用いて得られたナノメートルオーダーの超微粒金属粉末を用いることも好ましい。

- [0027] 超微粒のTi, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素の炭化物からなる超微粒のセラミクス粉末を用いても本発明の焼結体が得られるが、セラミクス粉末よりも金属粉末を用いた場合の方が、ダイヤモンド粒子との反応焼結により一層強固なダイヤモンド結合が得られる。すなわち、熱的化学的に安定なセラミクス粒子を出発原料とせずに、化学的に活性な金属粒子を出発原料とした方が好ましい。これは、金属粉末を用いた場合の方が、難焼結性を特徴とするダイヤモンド粒子と反応しながら炭化物を生成し、ダイヤモンド粒子との間に強固な結合が形成できるからである。
- [0028] 超微粒のTi, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素あるいはその炭化物よりなるセラミクスを均質かつ不連続にダイヤモンド焼結体中に配置する理想的な方法として、ダイヤモンド粒子粉末の表面にPVD(Physical Vapor Deposition)法などにより上記結合材を被覆する方法がある。特にスパッタ法を用いると、ダイヤモンド粒子上にTiを代表とする10～100nm程度の、特に10～200nm程度の超微粒金属によって結合材が不連続に被覆され、特に耐欠損性および耐摩耗性などに優れたダイヤモンド焼結体とすることができます。
- [0029] 本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体においては、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素はTiであり、結合相

中のTiの含有率が0.5質量%以上20質量%未満であることが好ましい。

- [0030] 本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体においては、ダイヤモンド焼結体から、長さ6mm、幅3mm、厚さ0.35mm以上0.45mm以下の長方形の平面形状に切り出した試験片を用いて4mmのスパンの条件で測定される抗折力が、2.65GPa以上であることが好ましい。
- [0031] また、本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体においては、ダイヤモンド焼結体から、長さ6mm、幅3mm、厚さ0.4以上0.45mm以下の長方形の平面形状に切り出した試験片を、密閉容器中で、濃度60%以上65%未満の硝酸を2倍希釈したもの40mlと、濃度45～50%のフッ化水素酸10mlを混合したフッ硝酸により、120℃以上150℃未満で3時間の溶解処理を行った後、この試験片を用いて4mmスパンの条件で測定される抗折力が1.86GPa以上であることが好ましい。
- [0032] 本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体においては、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Moからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素はTiであり、かつ結合相中のTiの含有率は1質量%以上20質量%未満であり、電子線の加速速度40kV、電流25mA、回折角度 $2\theta = 20\sim 80^\circ$ 、走査速度0.1°C／秒の条件で測定したダイヤモンド焼結体のX線回折图形において、炭化チタンの(200)回折線がダイヤモンドの(111)回折線の3%以上50%未満の強度比であることが好ましい。ここで、「X線回折線の強度」とは、CuK $\alpha$ 線(CuのK殻により生じる特性X線)を用いたX線回折图形における、ピークの高さをいう。
- [0033] また、本発明者らは、ダイヤモンド焼結体を製造する原料となるダイヤモンド粉末の表面に吸着した酸素や酸化物に着目し、これらを除去することにより、焼結体中に存在する欠陥を小さくし、ダイヤモンド焼結体の強度を向上させることを見出した。そのため、ダイヤモンド焼結体中の酸素の割合が0.001質量%以上0.15質量%未満であることが好ましい。酸素の割合を0.001質量%以上0.15質量%未満としたのは、0.001質量%未満とすることは、現在の技術では不可能であり、0.15質量%以上では、ダイヤモンド焼結体の強度が従来と同様のものとなるからである。
- [0034] また、本発明のダイヤモンド焼結体は、異常粒成長を抑制できるので圧力・温度条件を高くして焼結することも可能となる。従来、工業的には圧力が5.5GPaで温度が

1000°C前後であるのが一般的であり、必要十分な圧力とされている。しかし、焼結条件をより高圧にすることで、微粒のダイヤモンド粒子をより高含有率で焼結することができる。また、より高圧で焼結することにより、ネックグロースを促進することが可能となる。

- [0035] 本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体の製造方法においては、圧力5.7GPa以上7.5GPa以下、温度1500°C以上1900°C以下の条件で10分間保持することで焼結することが望ましい。圧力が7.5GPaより大きくなると、超高压発生装置の金型の耐久性を理由として実用的でなくなる。温度を1900°Cより高くすると、ダイヤモンド-黒鉛の平衡線を超え、黒鉛の安定域に入るため、ダイヤモンドの黒鉛化が発生する。超高压発生装置の金型の耐久性と、ダイヤモンド焼結体の性能を考え合わせると、圧力6.0GPa以上7.2GPa以下、温度1500°C以上1900°C以下の条件で10分間保持することで焼結することがより好ましい。

### 発明の効果

- [0036] 本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体およびその製造方法によれば、ダイヤモンド粒子と親和性の低い硬質粒子を用いることなく粒成長を抑制することができるので、ダイヤモンド粒子同士の直接接合をより強固にすることができる。その結果、耐摩耗性、耐欠損性、耐衝撃性および熱伝導性に優れた高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体を得ることができる。

### 図面の簡単な説明

- [0037] [図1]実施例1の試料1Eの組織を示す顕微鏡写真である。  
 [図2]図1よりも倍率を上げた場合の試料1Eの組織を示す顕微鏡写真である。  
 [図3]実施例1の試料1Hの組織を示す顕微鏡写真である。  
 [図4]図3よりも倍率を上げた場合の試料1Hの組織を示す顕微鏡写真である。  
 [図5]異常粒成長したダイヤモンド焼結体の組織を示す顕微鏡写真である。

### 発明を実施するための最良の形態

- [0038] 本発明の実施の形態については、以下の実施例に示す。  
 (実施例1)  
 本実施例では、焼結ダイヤモンド粉末の平均粒径と、ダイヤモンド焼結体中の焼結

ダイヤモンド粒子の含有率と、結合材の組成とをそれぞれ変化させて、抗折力と逃げ面摩耗量とを測定した。具体的には、回転式の混合装置を内包する特殊真空炉中装置を用いて、真空度0.1Pa、炉内温度300°C、回転数2000rpmの条件で、粉末平均粒度が0.8 μmであるダイヤモンド粉末と、結合材としてCo金属およびTi金属の混合粉末との乾式混合を行った。この混合済みのダイヤモンド粉末と各種結合材を、WC-6%Co超硬合金製の円盤に接した状態でTa(タンタル)製の容器に充填し、ベルト型超高压装置を用いて圧力5.7GPa～7.2GPa、温度1500°C～1900°Cの条件で10分間保持することで焼結した。Tiを添加した試料については、出来上がった焼結体表面の組織観察を行い、Tiの存在形態が連続であるか不連続であるかを判断した。焼結時にダイヤモンド粒子の粒径が300 μm以上へと粒成長したものについてのみ異常粒成長として、その数量を計測した。また、全ての焼結体について、それぞれ6×3×0.3mmの棒状試験片に加工された後に、スパン距離4mmの3点曲げ試験によって抗折力を測定した。また、主面形状が正三角形の切削用焼結体チップ(ISO規格:TPGN160304)を作製して切削テストを行ない、逃げ面摩耗量を測定した。切削テストは、Siを16質量%含有のAl(アルミニウム)合金丸棒を被削材として用い、切削液を用いて切削速度800m/min、切込み深さ0.5mm、送り速度0.12mm/rev、切削時間5minという加工条件で行なった。結果を表1に示す。なお、表1において、本発明のダイヤモンド焼結体は試料1E, 1Gである。なお、試料1E, 1GについてX線分析を行なったところ、添加したTiの一部はTiCとして存在していることが分かった。

[0039] [表1]

焼結体 試料	ダイヤモンド 粒子の 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ダイヤモンド 粒子の 含有率 (体積%)	結合材の 仕込み組成 (質量%)	焼結体の結合相の組成 (質量%)		Ti の 存在 形態	異常粒 成長の 成長量 (個)	焼結条件 圧力 (GPa)	温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	抗折 力 (GPa)	逃げ面 磨耗量 ( $\mu\text{m}$ )
				Co	W						
1A	0.8	78	Co:100%	Co:95.2%	W:2.8%	-	258	5.7	1500	1.35	77
1B	0.8	78	Co:75% Ti:25%	Co:77.5%	Ti:16.0% W:2.8%	不連続	0	5.8	1500	2.54	65
1C	0.8	78	Co:75% W:25%	Co:71.2%	W:23.8%	-	11	5.7	1500	2.30	70
1D	0.8	90	Co:100%	Co:94.8%	W:2.2%	-	231	6.2	1600	1.42	72
1E	0.8 本発明	90	Co:75% Ti:25%	Co:77.8%	Ti:16.1% W:2.4%	不連続	0	7.2	1900	2.85	43
1F	0.8	90	Co:75% W:25%	Co:70.4%	W:25.6%	-	18	6.8	1800	2.35	56
1G	0.8 本発明	90	Co:50% Ti:50%	Co:44.6%	Ti:46.2% W:1.9%	不連続	0	7.0	1900	2.76	49
1H	0.8	90	Co:50% W:50%	Co:56.2%	W:40.8%	-	3	6.7	1750	2.26	61
1I	0.8	90	Co:40% Ti:60%	Co:31.9%	Ti:51.8% W:2.6%	連続	0	6.5	1600	2.03	68
1J	0.8	90	Co:99.5% Ti:0.5%	Co:93.5%	Ti:0.2% W:2.3%	不連続	215	6.8	1900	1.41	71
1K	2.5	90	Co:100%	Co:90.9%	W:6.1%	-	1	6.5	1600	1.94	57
1L	2.5	90	Co:75% Ti:25%	Co:76.5%	Ti:16.8% W:2.7%	不連続	0	6.5	1600	1.85	58
1M	2.5 従来品	85	Co:75% W:25%	Co:70.1%	W:25.9%	-	0	6.0	1600	1.78	61
1N	0.8	99	Co:75% Ti:25%	Co:76.8%	Ti:14.1% W:5.1%	不連続	0	7.2	1900	2.03	69

- [0040] 表1に示すように、結合材の仕込み組成が100質量%のCoで、ダイヤモンド粉末の平均粒径が0.8 μmである試料1Aおよび1Dでは、異常な粒成長を示した粒子がそれぞれ258個、231個と数多く発生した。また、結合材にWを添加した1C, 1F, および1Hについても、それぞれ11個、8個、および3個と、僅かではあるが異常な粒成長が発生した。しかし、結合相中にTiを0.5質量%以上含み、ダイヤモンド粒子の平均粒径が0.8 μmである試料1B, 1E, 1G, 1I, 1Nでは、異常粒成長はほとんど見られなかった。このことから、結合相中の含有率が0.5質量%以上のTiが含まれていることで、異常粒成長が抑制できることが分かる。
- [0041] また、ダイヤモンド粉末の平均粒径が0.8 μmである試料1Eと、ダイヤモンド粉末の平均粒径が2.5 μmである試料1Lとを比較して、試料1Eの抗折力は試料1Lの抗折力よりも大きい。このことから、ダイヤモンド粒子の平均粒径を2 μm以下とすることにより、耐欠損性が向上することが分かる。
- [0042] また、焼結ダイヤモンド粒子の含有率が78体積%である試料1Bおよび1Cと、焼結ダイヤモンド粒子の含有率が90体積%である試料1Eおよび1Fとを比較して、試料1Eおよび1Fの抗折力は試料1Bおよび1Cの抗折力よりも大きく、試料1Eおよび1Fの逃げ面摩耗量は試料1Bおよび1Cの逃げ面摩耗量よりも少ない。このことから、焼結ダイヤモンド粒子の含有率を80%体積以上とすることにより、耐欠損性および耐摩耗性が向上することが分かる。
- [0043] また、結合相中に16.1質量%のTiが含まれており、圧力7.2GPa、温度1900°Cの条件で焼結した試料1Eと、結合相中に25.6質量%のWが含まれており、圧力6.8GPa、温度1800°Cの条件で焼結した試料1Fとを比較して、試料1Eの抗折力は試料1Fの抗折力よりも大きく、試料1Eの逃げ面摩耗量は試料1Fの逃げ面摩耗量よりも少ない。また、結合相中に46.2質量%のTiが含まれており、圧力7.0GPa、温度1900°Cの条件で焼結した試料1Gと、結合材中に40.8質量%のWが含まれており、圧力6.7GPa、温度1750°Cの条件で焼結した試料1Hとを比較しても同様である。結合相中にTiが含まれていることによって、異常粒成長の抑制ができるため、圧力や温度といった焼結条件を高く設定することが可能となる。そのため、耐欠損性および耐摩耗性を向上することが可能であることがわかる。

[0044] また、本発明の試料1E, 1Gは、従来品である試料1Mよりも抗折力が高く逃げ面摩耗量が小さくなっている。また、平均粒径が $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上である試料1Kは、Tiを添加しなくても異常粒成長が発生していないことが分かる。さらに、ダイヤモンド粒子の含有率が99質量%である試料1Nでは、抗折力が低く逃げ面摩耗量が大きいので、結合材によるネックグロースが不十分であることが分かる。

[0045] (実施例2)

本実施例では、結合材中に含まれているTiの平均粒径を変化させて、抗折力と逃げ面摩耗量とを測定した。具体的には、平均粒径が $0.8\text{ }\mu\text{m}$ であり含有量が90体積%であるダイヤモンド粉末と、75質量%のCoおよび25質量%のTiを含む結合材とをボールミルを用いて混合した。結合材中のTiとしては、平均粒径がそれぞれ $0.1\text{ }\mu\text{m}$ ,  $0.8\text{ }\mu\text{m}$ ,  $0.9\text{ }\mu\text{m}$ , および $1.0\text{ }\mu\text{m}$ であるものを用いた。その後、ベルト型超高压装置を用いて圧力7.2GPa、温度 $1900^{\circ}\text{C}$ の条件で10分間保持することで焼結した。得られた焼結体について実施例1と同様の方法で抗折力の測定および切削試験実施による逃げ面摩耗量の測定を行った。結果を表2に示す。

[0046] [表2]

焼結体 試料	「αモンド」 粒子の 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	「αモンド」 粒子の 含有率 (%)	結合材の組成 (質量%)	焼結体の結合相の組成 (質量%)	Ti の 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	異常粒成長 の数量 (個)	抗折力 (GPa)	逃げ面 摩耗量 ( $\mu\text{m}$ )
2A 本発明	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:78.0%, Ti:16.2%, W:3.1%	0.1	0	2.85	43
2B 本発明	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:77.5%, Ti:16.0%, W:2.8%	0.8	0	2.79	46
2C 比較品	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:77.8%, Ti:16.1%, W:2.9%	0.9	3	2.46	48
2D 比較品	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:76.8%, Ti:16.5%, W:2.6%	1.0	25	2.01	50
2E 本発明	0.8	90	Co:50%, Ti:50%	Co:45.1%, Ti:46.1%, W:2.0%	0.1	0	2.69	60
2F 本発明	0.8	90	Co:50%, Ti:50%	Co:44.6%, Ti:46.2%, W:1.9%	0.8	0	2.66	63
2G 比較品	0.8	90	Co:50%, Ti:50%	Co:44.1%, Ti:45.7%, W:2.1%	0.9	4	2.26	66
2H 比較品	0.8	90	Co:50%, Ti:50%	Co:42.9%, Ti:46.8%, W:2.3%	1.0	25	2.06	65

[0047] 表2に示すように、試料2A～2Dの逃げ面摩耗量はほぼ同程度であり、試料2E～2Hの逃げ面摩耗量はほぼ同程度である。しかし、試料2A, 2Bの抗折力は試料2C, 2Dの抗折力よりも大きく、試料2E, 2Fの抗折力は試料2G, 2Hの抗折力よりも大きい。また、焼結時にダイヤモンド粒子の粒径が $300\text{ }\mu\text{m}$ 以上へ粒成長したものについてはその数量を計測した。その結果、試料2A, 2B, 2E, 2Fには異常粒成長は見られなかった。一方、試料2C, 2D, 2G, 2Hにはそれぞれ3個, 25個, 4個, 25個の異常粒成長が見られた。このことから、結合材中のTiの平均粒径が $0.8\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることにより、異常粒成長の抑制効果があり、さらにネックグロースが抑制されないため耐欠損性が向上することが分かる。

[0048] (実施例3)

本実施例では、結合材に添加するTiの添加方法を変化させて、抗折力と逃げ面摩耗とを測定した。具体的には、平均粒径が $0.8\text{ }\mu\text{m}$ であり含有量が90体積%であるダイヤモンド粉末と、75質量%のCoおよび25質量%のTiを含む結合材とをボールミルにより混合したものを試料3Aとして準備した。また、同様の組成を有し、RF (Radio Frequency) スパッタリングPVD装置を用いてダイヤモンド粉末にTiを被覆したものを試料3Bとして準備した。また、同様の組織を有し、ダイヤモンド粒子表面全体に被覆層の厚みが $0.1\text{ }\mu\text{m}$ となるように、CVD (Chemical Vapor Deposition) 装置を用いてダイヤモンド粉末にTiを被覆したものを試料3Cとして準備した。そして、試料3A～3Cの各々をWC-6%Co超硬合金製の円盤に接した状態でTa(タンタル)製の容器に充填し、ベルト型超高压装置を用いて圧力7.2GPa、温度1900℃の条件で10分間保持することで焼結した。得られた焼結体について実施例1と同様の方法で抗折力の測定および切削試験実施による逃げ面摩耗量の測定を行った。結果を表3に示す。

[0049] [表3]

焼結体 試料	ダイモジ 粒子の 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ダイモジ 粒子の 含有率 (%)	結合材の組成 (質量%)	焼結体の結合相の組成 (質量%)	Ti の 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	Ti の 添加方法	抗折力 (GPa)	逃げ面 磨耗量 ( $\mu\text{m}$ )
3A	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.8%, Ti:17.1%, W:3.1%	0.1	ボールミルに よる混合	2.59	53
3B	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.8%, Ti:17.0%, W:3.2%	0.1	PVD	2.88	39
3C	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.6%, Ti:17.2%, W:3.2%	被覆層 0.1程度	CVD	2.46	55

[0050] 表3に示すように、Tiをボールミルを用いた混合により添加した試料3A、CVD法に

よりTiを被覆した試料3Cよりも、RFスパッタリングPVD装置により被覆した試料3Bの方が抗折力、逃げ面摩耗量ともに良好な性能を示した。それぞれの試料の表面を金属顕微鏡により組織観察したところ、試料3AはCoやTiの偏析が見られ、均一な組織が得られていなかった。また、Ti炭化物の平均粒径は $1.0\text{ }\mu\text{m}$ と添加時よりも大きくなっていた。試料3B、3CはいずれもCoやTiの偏析が見られず、均一な組織が得られていた。しかし、試料3Cはダイヤモンド粒子表面全体を均一に被覆しているためTiCの組織は連続しており、異常粒成長だけでなく、ダイヤモンド粒子同士のネックグロースも抑制されていた。試料3Bはダイヤモンド粒子へのTi被覆が全体に均一ではなく部分的であるため不連続であり、Ti粉末の平均粒径 $0.1\text{ }\mu\text{m}$ 程度を維持していた。このことから、Tiの添加方法は好ましくはRFスパッタリングPVD装置による被覆であることが分かった。また、炭化物の平均粒径が $0.8\text{ }\mu\text{m}$ より大きいか、または炭化物自身の組織が連続していると、抗折力の低下や逃げ面摩耗量の増大を引き起こすことが分かった。

[0051] (実施例4)

本実施例では、実施例3の試料3A～3Cを溶解処理した場合のそれぞれの抗折力の変化を調べた。具体的には、実施例3の試料3A～3Cのダイヤモンド焼結体から、長さ6mm、幅3mm、厚さ $0.4\sim0.45\text{mm}$ の長方形の平面形状に切り出した試験片を、密閉容器中で、濃度60%以上65%未満の硝酸を2倍希釈したもの40mlと、濃度45～50%のフッ化水素酸10mlを混合したフッ硝酸により、 $120^\circ\text{C}$ 以上 $150^\circ\text{C}$ 未満で3時間の溶解処理を行った。このようにして得られた試験片(試料)のうち、試料3Aであったものを試料4Aとし、試料3Bであったものを試料4Bとし、試料3Cであったものを試料4Cとした。それぞれの試料を用いて4mmスパンの条件で抗折力を測定した。結果を表4に示す。

[0052] [表4]

焼結体 試料	ダイモジ 粒子の 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ダイモジ 粒子の 含有率 (%)	結合材の組成 (質量%)	焼結体の結合相の組成 (質量%)	Tiの 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	Tiの 添加方法	抗折力 (GPa)	溶解 処理
4A	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.8%, Ti:17.1%, W:3.1%	0.1	ホーミルに よる混合	2.02	有り
4B	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.8%, Ti:17.0%, W:3.2%	0.1	PVD	2.59	有り
4C	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.6%, Ti:17.2%, W:3.2%	被覆層 0.1程度	CVD	1.98	有り

[0053] 表4に示すように、Tiの添加方法がRFスパッタリングPVD装置である試料4Bの抗

折力は2. 88GPaから2. 59GPaへわずか0. 22GPaの減少であった。これに対し、Tiの添加方法がボールミルによる混合である試料4Aの抗折力は2. 59GPaから2. 02GPaへと0. 57GPaも大幅に減少した。また、Tiの添加方法がCVDである試料4Cの抗折力は2. 46GPaから1. 98GPaへと0. 48GPaも大幅に減少した。このことから、Tiの添加方法がRFスパッタリングPVD装置であること、つまりTi自身の組織が不連続であることにより、ダイヤモンド粒子同士のネックグロースが進展し、強固な骨格が形成されていることが分かる。

[0054] (実施例5)

本実施例では、結合材中のTiの割合を変化させて、得られた焼結体におけるTiCの(200)回折線とダイヤモンドの(111)回折線との強度比を測定した。具体的には、ダイヤモンド粉末の含有量が78体積%、焼結材が75質量%のCoと25質量%のTiとを含んでいる試料5Aと、ダイヤモンド粉末の含有量が90体積%、焼結材が75質量%のCoと25質量%のTiとを含んでいる試料5Bと、ダイヤモンド粉末の含有量が90体積%、焼結材が50質量%のCoと50質量%のTiとを含んでいる試料5Cとの3種類の試料を作製した。なお、ダイヤモンド粉末の平均粒径はすべての試料において $0.8\mu m$ とした。その後、ベルト型超高压装置を用いて圧力7. 2GPa、温度1900°Cの条件で10分間保持することで焼結した。得られた焼結体について、CuのK殻により生じる特性X線を用い、Cuターゲットに照射する電子線の加速速度40kV、電流2mA、回折角度 $2\theta = 20\sim 80^\circ$ 、走査速度 $0.1^\circ/\text{秒}$ の条件でダイヤモンド焼結体のX線回折図形の測定を行ない、TiCの(200)回折線とダイヤモンドの(111)回折線との強度比を測定した。結果を表5に示す。なお、表5において、本発明のダイヤモンド焼結体は試料5Bである。

[0055] [表5]

焼結体 試料	ターゲット 粒子の 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ターゲット 粒子の 含有率 (体積%)	焼結材の組成 (質量%)		X線回折 強度比	逃げ面 摩耗量 ( $\mu\text{m}$ )
			焼結体の結合相の組成 (質量%)			
5A	0.8	78	Co:75%	Ti:25%	Co:79.8%, Ti:17.1%, W:3.1%	57%
5B	0.8	90	Co:75%	Ti:25%	Co:79.8%, Ti:17.0%, W:3.2%	40%
5C	0.8	90	Co:40%	Ti:60%	Co:31.9%, Ti:51.8%, W:2.6%	61%
						68

[0056] 表5に示すように、逃げ面摩耗量が最も小さい試料5BのX線回折強度比は40%であったが、試料5Aおよび5Cについては50%を超える値であった。これにより、TiC

の強度比が50%を超えるものについては逃げ面摩耗量が増加する傾向にあることがわかる。また、結合材の組成にTiを含まない焼結体は、異常粒成長が発生するため、TiCの(200)回折線の強度比は、ダイヤモンドの(111)回折線の0.01%以上50%未満の強度比にあることが好ましいことがわかる。

[0057] (実施例6)

本実施例では、ダイヤモンド焼結体に含まれる酸素量を変化させて、抗折力と逃げ面摩耗量とを測定した。具体的には、ダイヤモンドの平均粒径が $0.8\text{ }\mu\text{m}$ であり含有量が90体積%であるダイヤモンド粉末と、75質量%のCoおよび25質量%のTiを含む結合材とを混合した。次に、真空中でそれぞれ1000°C、1100°C、および1250°Cの温度で60分間熱処理することによって結合材の還元とダイヤモンド粒子の表面からの部分的な黒鉛化を行なった。その後、ベルト型超高压装置を用いて圧力7.2GPa、温度1900°Cの条件で10分間保持することで焼結した。得られた試料のうち、1000°Cの温度で熱処理した試料を試料6Aとし、1100°Cの温度で熱処理した試料を試料6Bとし、1250°Cの温度で熱処理した試料を試料6Cとした。これらの試料6A～6Cに含まれる酸素量をICP(Inductively Coupled Plasma)分析により測定した。また、試料6A～6Cについて、実施例1と同様の方法で抗折力の測定を行った。結果を表6に示す。

[0058] [表6]

焼結 試料	ダイヤモンド 粒子の 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ダイヤモンド 粒子の 含有率 (体積%)	焼結材の組成 (質量%)	焼結体の結合相の組成 (質量%)		加熱 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	酸素 含有量 (質量%)	抗折力 (GPa)	
				Co	Ti				
6A	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.8%	Ti:17.1%	W:3.1%	1050	0.20	2.04
6B	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.8%	Ti:17.0%	W:3.2%	1150	0.14	2.44
6C	0.8	90	Co:75%, Ti:25%	Co:79.6%	Ti:17.2%	W:3.2%	1250	0.05	2.59

[0059] 表6に示すように、焼結前の熱処理温度を変更することによってダイヤモンド焼結体に含まれる酸素の量が変化し、酸素の量が0.15質量%以下になると抗折力が大幅に向上している。このことから、0.15質量%未満の酸素を含むことにより、耐欠損性

が向上することが分かる。

[0060] (実施例7)

本実施例では、実施例1の試料1E(本発明)および試料1H(従来例)のダイヤモンド焼結体を酸処理し、顕微鏡写真を撮影した。図1は、実施例1の試料1Eの組織を示す顕微鏡写真である。図2は、図1よりも倍率を上げた場合の試料1Eの組織を示す顕微鏡写真である。図3は、実施例1の試料1Hの組織を示す顕微鏡写真である。図4は、図3よりも倍率を上げた場合の試料1Hの組織を示す顕微鏡写真である。

[0061] 図1～図4を参照して、全体に点在している小さな複数の穴が結合相であった部分に相当する。本発明のダイヤモンド焼結体を示す図1および図2の結合相の体積は、従来のダイヤモンド焼結体を示す図3および図4の結合相の体積よりも小さくなっている。このことから、本発明では、ダイヤモンド粒子のネックグロースが結合相により阻害されていないことが分かる。

[0062] なお、図5は、異常粒成長したダイヤモンド焼結体の組織を示す顕微鏡写真である。図5を参照して、小さな点の部分が異常粒成長したダイヤモンド粒子である。このように異常粒成長したダイヤモンド粒子の粒径は、 $300\text{ }\mu\text{m}$ 以上となっている。従来のダイヤモンド焼結体では、このような異常粒成長が多数見られていた。この異常粒成長を本発明では抑止することができる。

[0063] 以上に開示された実施例はすべての点で例示であって制限的なものではないと考慮されるべきである。本発明の範囲は、以上の実施例ではなく、請求の範囲によって示され、請求の範囲と均等の意味および範囲内でのすべての修正や変形を含むものと意図される。

## 請求の範囲

- [1] 平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の焼結ダイヤモンド粒子と、残部の結合相とを備えた高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体であつて、  
 前記ダイヤモンド焼結体中の前記焼結ダイヤモンド粒子の含有率は80体積%以上98体積%以下であり、  
 前記結合相中の含有率が0.5質量%以上50質量%未満であるチタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブ、タンタル、クロム、およびモリブデンからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素と、前記結合相中の含有率が50質量%以上99.5質量%未満であるコバルトとを前記結合相は含み、  
 前記チタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブ、タンタル、クロム、およびモリブデンからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素の一部または全部が平均粒径 $0.8\mu\text{m}$ 以下の炭化物粒子として存在し、  
 前記炭化物粒子の組織は不連続であり、  
 隣り合う前記ダイヤモンド粒子同士は互いに結合していることを特徴とする、高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体。
- [2] 前記チタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブ、タンタル、クロム、およびモリブデンからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素はチタンであり、前記結合相中の前記チタンの含有率が0.5質量%以上20質量%未満であることを特徴とする、請求の範囲第1項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体。
- [3] 前記ダイヤモンド焼結体から、長さ6mm、幅3mm、厚さ0.4mm以上0.45mm以下の長方形の平面形状に切り出した試験片を用いて4mmスパンの条件で測定される抗折力が2.65GPa以上であることを特徴とする、請求の範囲第1項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体。
- [4] 前記ダイヤモンド焼結体から、長さ6mm、幅3mm、厚さ0.4以上0.45mm以下の長方形の平面形状に切り出した試験片を、密閉容器中で、濃度60%以上65%未満の硝酸を2倍希釈したもの40mlと、濃度45～50%のフッ化水素酸10mlを混合したフッ硝酸により、120℃以上150℃未満で3時間の溶解処理を行った後、この試験片を用いて4mmスパンの条件で測定される抗折力が1.86GPa以上であることを特徴と

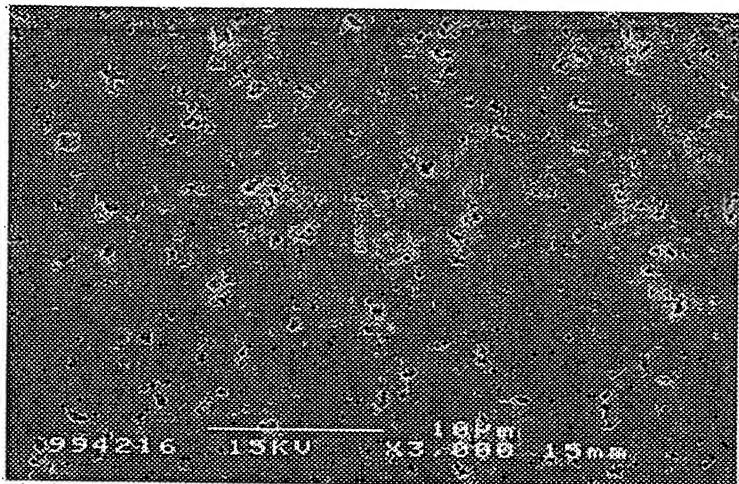
する、請求の範囲第1項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体。

- [5] 前記チタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブ、タンタル、クロム、およびモリブデンからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素はチタンであり、かつ前記結合相中の前記チタンの含有率は0.5質量%以上20質量%未満であり、電子線の加速速度40kV、電流25mA、回折角度 $2\theta = 20\sim 80^\circ$ 、走査速度0.1°C/秒の条件で測定した前記ダイヤモンド焼結体のX線回折図形において、炭化チタンの(200)回折線がダイヤモンドの(111)回折線の3%以上50%未満の強度比であることを特徴とする、請求の範囲第1項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体。
- [6] 前記ダイヤモンド焼結体は0.001質量%以上0.15質量%未満の酸素を含むことを特徴とする、請求の範囲第1項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体。
- [7] 請求の範囲第1項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体の製造方法であって、ベルト型超高压装置を用いて圧力5.7GPa以上7.5GPa以下、温度1400°C以上1900°C以下の条件で焼結することを特徴とする、高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体の製造方法。
- [8] ベルト型超高压装置を用いて圧力6.0GPa以上7.2GPa以下、温度1400°C以上1900°C以下の条件で焼結することを特徴とする、請求の範囲第7項に記載の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体の製造方法。

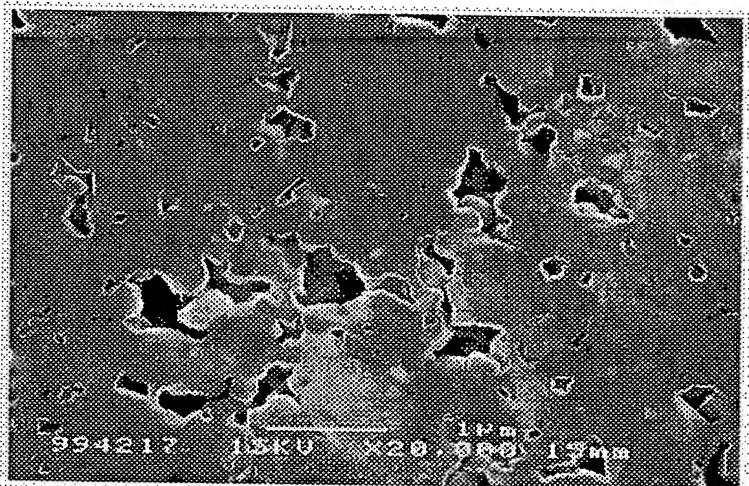
## 要 約 書

本発明の高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体は、平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の焼結ダイヤモンド粒子と、残部の結合相とを備えた高強度・高耐摩耗性ダイヤモンド焼結体である。ダイヤモンド焼結体中の焼結ダイヤモンド粒子の含有率は80体積%以上98体積%以下である。結合相中の含有率が0.5質量%以上50質量%未満であるチタンなどからなる群より選ばれる少なくとも1種以上の元素と、結合相中の含有率が50質量%以上99.5質量%未満であるコバルトとを結合相は含んでいる。上記元素の一部または全部が平均粒径 $0.8\mu\text{m}$ 以下の炭化物粒子として存在している。炭化物粒子の組織は不連続であり、隣り合うダイヤモンド粒子同士は互いに結合している。これにより、耐摩耗性、耐欠損性、耐衝撃性および熱伝導性に優れたダイヤモンド焼結体を得ることができる。

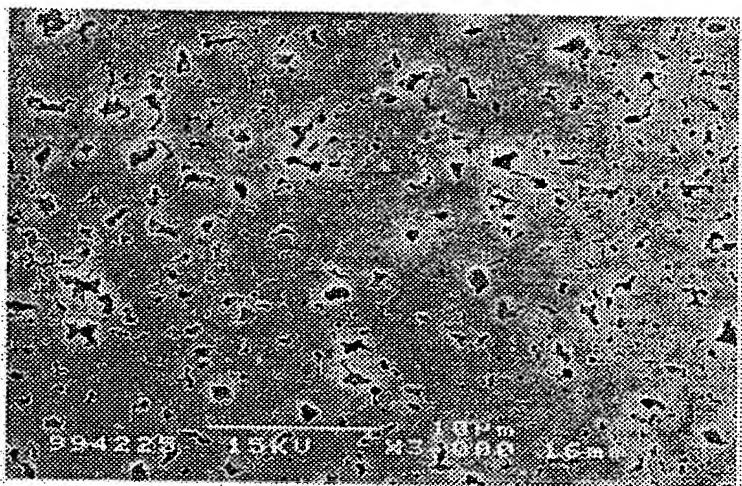
[図1]



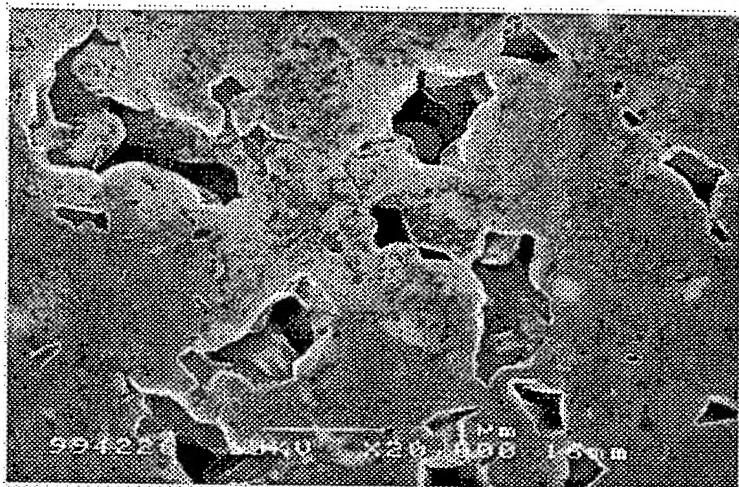
[図2]



[図3]



[図4]



[図5]

